き裂材のクリープ破断強度*

大 路 清 嗣**

Creep-Rupture Strength of Precracked Specimens

by

Kiyotsugu OHJI

(Department of Mechanical Engineering, Osaka University, Suita)

The creep-rupture strength of precracked specimens made of S10C carbon steel was investigated at 450°C as an extreme case of the strength of specimens with a sharp notch. Two methods were employed for making precracks. One was by using a rotating bending fatigue testing machine with specimens having a sharp notch, as had often been used by many investigators. The other was by using a micro-cutter to make a circumferential slit as narrow as 0.15 mm to a prescribed depth at the notch root of the specimen. This specimen was compressed in the axial direction until the flanks of the slit became close together. All the specimens were annealed in vacuum after the precracking. The latter method was mainly adopted in this study because it afforded easier control of geometry and size of precracks than the former method.

The S10C carbon steel, which had high ductility, showed "notch-strengthening" for all the precracks investigated in this study. The notch-strengthening was higher for deeper precrack, and decreased with increasing rupture time. For specimens with a precrack-depth to outer-diameter ratio higher than about 0.1, the notch-strengthening was found to converge to a certain value at rupture time extending for hundreds of hours, irrespective of this ratio. The cracks were observed to propagate itself in a mixed manner of both the transcrystalline and the intercrystalline modes. No noticeable difference was observed at longer rupture time between the two methods of precracking, either in strength or in microscopic behavior of crack propagation. This means that the method of precracking by the use of a micro-cutter is effective for investigating the characteristics of crack propagation.

(Received Oct. 16, 1970)

1 緒 言

切欠き材のクリープ強度に関する研究の数はすでにかなりの量に達している。しかしその多くはクリープ破断強度に対する切欠き部の幾何学的形状、温度、応力、時間などの影響を、組成、熱処理、かたさ、延性、加工履歴などの異なる各材料ごとに調べたものである。これらの条件と材料の組合せに応じて、「切欠き強化」あるいは「切欠き弱化」が起こるが、なぜ、またどのような条件のもと、どの程度の切欠き強化また切欠き弱化が起こるのかについては明らかでない。このため切欠きクリープ破断の資料の利用も、単に材料の切欠きに対する感受性を評価する程度に止まり、切欠き強化が現われた場合には許容応力を割引くが切欠き強化の場合は評価せず、かくれた強度のマージンに止めるということが現状のようである。

さて切欠きクリープ破断の資料の利用がこのような

範囲ないしは程度に止まっているものとすれば、現在一般に用いられている切欠き試験片の形状や寸法が果して適切か否かという基本的な疑問を生ずる。すなわち、再現性の問題はあるが、極論すればできるかぎり鋭い切欠きに対し、あるいはその極限としてのき裂に対しクリープ破断強度を調べるべきであるということになる。しかるに現状ではき裂材のクリープ破断、あるいはさらに広くクリープ破断時のき裂の挙動に着目した研究はきわめて限られている。

Davis と Manjoine は破断後の試験片の顕微鏡観察を行ない、12Cr-3W 系の最も延性に富む材料を除き、き裂の発生点は切欠き底から数結晶³⁾内部に入った点であったと報告している。Manjoine のその後の研究でも、切欠き試験片ではき裂の発生点は最大主応力に垂直な結晶粒界または粒界の3重点で、切欠き底から数結晶粒⁴⁾内部に入った点だとしている。

き裂の発生点に関して Siegfried もかなり詳しい研究を行なっている。二重切欠き試験片を用いてクリー

* 原稿受理 昭和45年10月16日

** 正 会 員 大阪大学工学部 吹田市山田上

ブ破断試験を行ない、一方の切欠きで破断が起こった後、残りの切欠き部を顕微鏡観察することにより、18種類のオーステナイト系ステンレス鋼について、き裂の発生と成長の状況を調べている。き裂の発生点として切欠き底と内部の両方の場合が認められている。切欠き底から発生したき裂は主として粒界が発生点となっているが、粒内、粒界の混合したものも観察されている。

Voorhees⁵⁾らは上の結果を含め、それまでに発表されていた論文の総括を行ない、その中で、切欠き強化はしかるべき条件がととのえばあらゆる合金に起こり、個々の材料あるいは延性の大きさに特有な性質ではないことを強調している。

以上の研究は破断後の試験片または二重切欠き試験片の非破断側の切欠きの顕微鏡観察より、き裂の発生点と伝ばの径路が粒界が粒内かを直接観察ないしは推定したものであるが、き裂がいつ発生し、どのように伝ばしていくかを系統的に調べた論文はほとんどない。

Goldhoff と Brothers⁶⁾は Siegfried⁴⁾と全く同様に二重切欠き試験片を用い、非破断側の切欠きの観察より、き裂の発生点の位置と発生時期の推定を行なっている。Cr-Mo-V 鋼を用い、熱処理により得られた切欠き強化を示す高延性材料（伸び $>10\%$ 、絞り $>50\%$ ）と切欠き弱化を示す低延性材料（伸び $<4\%$ 、絞り $<10\%$ ）について観察が行なわれている。高延性材では、き裂は切欠き底から入り、枝分れてフォーク状に伝ばする。き裂の成長は非常におそい。寿命の15%の時期にすでに表面および内部き裂、さらに空隙の連結による孔の発生も認められた例が報告されている。切欠き底の著しい塑性変形も特徴の一つである。一方低延性材では、き裂の発生点は表面または内部の粒界で、進展の径路は応力に直角である。き裂は寿命の末期になって現われ、き裂の伝ば期間は寿命の15%以下と推定され、寿命 1000 hr 以下では予想寿命の10~70%の負荷時間内でき裂の存在が認められなかったと報告されている。

康⁷⁾、大路、小倉は SNCM 8 (AISI 4340 相当) が温度500°Cおよび550°Cの下で、切欠きの形状と負荷応力の大きさにより、切欠き強化から切欠き弱化に移行することを認めた上で、移行の起こる条件下でき裂の発生と伝ばの状況を、予想寿命に至る数段階の負荷時間で試験を中断し、切欠き部縦断面を顕微鏡観察することにより調べた。き裂の発生時期は切欠き形状と密接に関連しているが、切欠き強化または切欠き弱化とは直接結びつかないことが明らかになった。すなわち切欠き弱化を示す最も鋭い切欠き ($r=0.05$ mm) では予想寿命の40%程度ですでにき裂が認められるが、切欠きの鋭さが減少し $r=0.1$ mm の場合にはき裂の発

生点はさらに早くなり、き裂の伝ば期間が増大し、切欠き強化を示す。ところがさらに切欠きが鈍くなり $r=0.8$ mm になるとき裂の発生点は逆におそくなり、寿命の60~70%でき裂が観察され始めるが、切欠き強化は一層大きくなる。また $r=0.05$ および 0.1 mm の場合はき裂は切欠き底で発生しそれが成長して破断に至るが、 $r=0.8$ mm の場合には切欠き底にも発生するが、それとは独立に内部でも発生し、それらが成長連結して終局的な破断に至る。

以上のことから明らかなように、切欠き材のクリープ破断ではしばしばき裂伝ば期間が寿命の大きな部分を占めるのみならず、き裂の成長伝ばの形態が切欠き強化または弱化に著しい影響を及ぼしている。またき裂の発生伝ばが粒界の場合には、発生・伝ばの状況と寸法効果とも密接な関係があるものと考えられる。したがって切欠き強化と弱化の問題を解明するためには、切欠き底近傍のき裂発生までの挙動とともに、発生したき裂の強度や挙動を材料学と力学の両面から究明する必要がある。

以上のような観点より、本研究ではき裂そのものの挙動を明らかにすることを目的とし、人工き裂をもつ試験片を製作し、き裂材のクリープ破断強度を実験的に検討した。鋭い切欠きの極限と考えられるき裂が果して「切欠き強化」となりうるか否かという興味のほかに、この結果は溶接割れなど欠陥を含む材料のクリープ強度を評価する上の重要な実験的知見を与え、さらにき裂の発生と伝ばが結晶粒界で選択的に起こる場合には、き裂の挙動と強度は切欠きクリープ破断の寸法効果を考える上にも貴重な資料となるものと期待される。

2 使用材料

人工的にき裂を導入するという事は、多くの場合そのき裂面に沿って破壊を起こすか大きな塑性変形を与える結果となる。そのためき裂近傍に塑性変形、加工硬化、残留応力などなんらかの影響を残すことになる。き裂そのものの強度を考える場合、適当な方法でこの影響部を除去することが望ましい。考えうる除去法の中で最も实际的な方法は、焼なましを含む熱処理であり、特に材料が熱的に安定であれば、焼なましを利用できるので、取扱いが容易となる。本研究では、き裂導入法の予備試験もかね、研究の第一歩として、取扱いと入手の容易な低炭素鋼の焼なまし材を用いることにした。

素材は直径 16mm の丸棒延焼ならし材で、Table I に示す化学成分をもつ S10C 材である。人工き裂導入や加工に伴う影響を除去するため、き裂導入や機械加工を含む全工程終了後、試験片はすべて、910°C、30分間の真空焼なましを施されている。焼なまし後の

Table I. Chemical composition of the material investigated.

Specification	Chemical composition (%)				
	C	Si	Mn	P	S
S10C	0.09	0.24	0.36	0.013	0.023

Table II. Mechanical properties of the material investigated.

Lower yield point (kg/mm ²)	Ultimate tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction in area (%)
27.7	38.4	44.7	75.8

Fig. 1. Microscopic structure of the material investigated ($\times 400 \times 2/3$).

材料の機械的性質が Table II に、また組織の顕微鏡写真が Fig. 1 に示されている。

3 試験片の準備

各種の方法を検討した結果、本研究では次の二通りの方法を採用した。

(1) マイクロカッタ（と石）を用い、幅0.15mm程度の環状スリットを入れた丸棒試験片を圧縮し、スリット面をほぼ密着させる方法

(2) 回転曲げ疲労試験機を用い、鋭い切欠きの底に疲労き裂を導入する方法

なお(1)の方法に類似した方法として、切削により鋭い切欠きを加工し、それを軸方向に圧縮密着させる方法⁸⁾⁹⁾、また(1)と(2)の中間の方法として、鋭い切欠き試験片に大荷重小繰返し数（10回程度以下）の片振り圧縮を加えたとき切欠き底に生ずるき裂を利用する方法¹⁰⁾が最近報告されている。以下本研究で採用した二つの方法について実際の手順を述べる。

3・1 マイクロカッタを用いる方法

き裂導入の過程が Fig. 2 に示されている。圧縮時の力を軽減し、き裂部以外の塑性変形と試験片の座屈をさけ、さらにスリット部のスプリング・バックをできるだけ小さくするため、60°V形環状切欠きの底にスリットを切った。Fig. 3 は60°V形環状切欠き試験片にスリットを入れた状態、Fig. 4 はスリット先

Fig. 2. Procedures for making a precracked specimen by using a micro-cutter.

Fig. 3. A narrow circumferential slit at the notch-root for compression.

Fig. 4. Enlarged view of the tip of the circumferential slit ($\times 100 \times 2/3$).

(a) Before annealing

(b) After annealing

Fig. 5. Precracks made by the "micro-cutter and press" process ($\times 400 \times 2/3$).

端の形を示している．Fig. 5はFig. 3に示す試験片を圧縮，スリットを密着させたとき，および密着後 910℃，30分の真空焼なましを行なった後のき裂先端付近の顕微鏡写真である．圧縮によりスリット先端部に約 90° の角度をなす対称な二又状のき裂が生じており，また焼なまし前には結晶粒の変形と流れが認められる．焼なましにより，き裂近傍の結晶がやや大きくなっているが，変形や流れは認められず，ほぼ一様な地の中にき裂が導入されている．

き裂の寸法をかえるため，試験片の外径を 6mm に機械加工したとき，き裂の深さが 0.25，0.50，および 1.00mm となるよう，切欠き底（直径 8mm）に入れるスリットの深さを 3 種類（1.25，1.50 および 2.00 mm）にかえている．

3・2 回転曲げ疲労試験を用いる方法

この方法は人工き裂導入法として広く用いられており，試験片軸にはほぼ直角的な平面状のき裂を導入することができるが，き裂深さの偏心とばらつきは避けられないという欠点をもっている．

予備試験の結果，Fig. 6 に示すような，外径 8 mm，切欠き底直径 6 mm，切欠きの曲率半径 0.05 mm の 60° V 形環状切欠き（曲げに対する応力集中係数 5.4）をもつ片持ち回転曲げ疲労試験片に 15.0 kg/mm² の応力を 1.5×10⁵ 回繰返すことにより，切欠き底に平均 0.28 mm（4 本の平均値）の疲労き裂が導入され

Fig. 6 Cantilever-type rotating bending fatigue specimen for precracking.

Table III. Examples of observed crack depth in rotating bending fatigue specimens

Specimen No	Crack depth (mm)	Mean diameter of crack-tip circle (mm)
6	Max 0.38	5.43
	Min 0.10	
11	Max 0.54	5.27
	Min 0.28	
17	Max 0.25	5.64
	Min 0.16	
19	Max 0.39	5.44
	Min 0.13	

ることがわかった．なお 15.0 kg/mm² における回転曲げの破断寿命は 7 本の平均値で 4.3×10^5 であり， 3.0×10^5 から 5.5×10^5 の間にばらついていた．このためこの方法によって導入されたき裂の深さのばらつきは避けられず，またある程度のき裂先端円の偏心も認められた．Table III は酸化法によって測定したき裂の深さの測定例である．

クリーブ破断試験においては，き裂深さのばらつきの影響を補正するため，クリーブ破断後の破面観察より，疲労破面とクリーブ破面を区別し，切欠き底径とき裂深さの比率はクリーブ試験の前後で変化しないという仮定のもと，各試験片の荷重応力の修正を行なった．

3・3 試験片形状

平滑試験片およびマイクロカッタによるき裂試験片の最終仕上げの形状をFig. 7に，また回転曲げによるき裂試験片のそれをFig. 8に示す．全試験片とも平行部寸法を 6mm にそろえる予定であったが，回転曲げによるき裂深さのばらつきと偏心がかなりあり，またこの方法でき裂深さを所定のいくつかの値にそろえることは容易でないことが明らかとなったので，V形環状切欠きを残した Fig. 8 の形状を用いることにした．Table IV はマイクロカッタによるき裂試験片のき裂深さの公称値と実測値を示したものである．

Fig. 7. Geometry of the unnotched specimen and the precracked specimen by the "micro-cutter and press" process

Fig. 8. Details of the precracked specimen by rotating bending

Table IV. Nominal and observed crack depths of artificially precracked specimens.

Nominal crack depth (mm)	Observed crack depth (mm)	Diameter of crack-tip circle (mm)
0.25	0.20	5.59
0.50	0.48	5.05
1.00	0.94	4.13

4 実験結果と考察

前節で述べたようにして製作された平滑およびき裂試験片を用い、温度 450°C のもとクリープ破断試験を行った。Fig. 9 は応力-破断時間線図、Fig. 10 は破断強度比の変化を示した図である。き裂試験片はすべ

Fig. 9. Rupture strength of S10C carbon steel for unnotched and precracked specimens.

Fig. 10. Notch-rupture strength ratio for precracked specimens.

て強化現象を示しており、この材料では、鋭い切欠きの極限としてのき裂も「切欠き強化」となることは興味深い。強化の程度は、外径一定の場合、き裂深さが増すほど増加し、かつその傾向は高応力・短時間側で著しい。しかしながら破断時間が大きくなるにつれて破断強度比は減少し、一番浅い 0.25mm のき裂の場合、1000時間付近ではわずかに平滑材よりも大きい程度の強度となっている。一方 0.50 や 1.00 mm のき裂や回転曲げによるき裂（切欠き深さをき裂長さに加えると 1.28 mm の深さとなる）については、短時間側では寿命にかなりの差が認められるが、破断時間 1000 時間付近では 3 本の曲線がほぼ同じ位の強度を示すに至る。このことは、本研究で用いた程度の寸法の試験片では、き裂の深さがある値、たとえば 0.5 mm 程度、以上になると、き裂深さの影響は飽和状態となり、その結果切欠き強度比はほぼ一定値に収束し、き裂の伝ばに関する特性が現象を支配するようになるものと解釈される。

き裂の作り方による寿命の相違については、回転曲げでは軸に垂直な平面状であり、マイクロカッタの場合は先端が二又に分かれているので、当然なんらかの差が認められてもよいはずであるが、Fig. 9 において、き裂深さと外径の比がほぼ等しいマイクロカッタ 1.00 mm 試験片（き裂深さ・外径比 = $0.94/6.00 \approx 1.57$ ）と回転曲げによる試験片（き裂深さ・外径比 = $1.28/8.00 = 1.60$ ）の寿命の相違は意外に少ない。この原因は上記比がほぼ等しいという力学的（幾何学的）条件のほかに、き裂の挙動が関係しているものと考えられる。

Fig. 11 はマイクロカッタによる深さ 0.25 mm のき裂試験片のき裂の進展の例を示したものである。応力 18.0 kg/mm²（予想破断寿命約 220 時間）を 200 時間（寿命の約 90%）負荷した後、試験片軸を含む縦断面内のき裂先端付近を顕微鏡観察したものである。き裂先端付近はかなり大きな塑性変形を示しながら、き裂はフォーク状に成長しており、二又のき裂のうち一方のみが大きく成長している。このことは、き裂深さがある程度以上であれば、き裂先端の最初の形状は、き裂の成長とともに、き裂の伝ば特性にほとんど影響を及ぼさなくなり、事実上主要な一つのき裂の伝ば特性が結果を支配することを示唆している。したがって本研究で用いた、スリットの導入-圧縮-焼なましという過程により、制御されたき裂を導入することが、き裂伝ば特性の研究に有効な手段であることが

Fig. 11. Propagating cracks during a creep rupture test (Stress: 18.0 kg/mm², Loading time: 200 hr).

わかる。

なお Fig. 11 より、き裂成長の径路は必ずしも粒界のみではなく、この材料では粒内破壊も認められる。これらき裂の伝ばの状況の観察の詳細については、現在研究が進行中であるが、今後さらに試験条件や材料をかえた実験を進め、き裂の成長特性と寿命の関係を確めていくつもりである。

Fig. 12 および 13 はマイクロカッタによるき裂試験片の破断後の試験片および破面の様子を示したもので、Fig. 14 および 15 は回転曲げによる試験片のそれらを示したものである。

これらの図より、短寿命でき裂深さの浅い場合には、

Fig. 12. Some examples of ruptured specimens with various precracks made by using the "micro-cutter and press" process.

Fig. 13. Fracture surfaces of the specimens shown in Fig. 12.

Fig. 14. Ruptured specimens with a precrack made by using a rotating bending fatigue machine.

Fig. 15. Fracture surfaces of the specimens shown in Fig. 14.

き裂部のみならず平行部の変形が著しく、この塑性変形が破断寿命やき裂の成長特性に著しい影響を及ぼし

ているものと考えられる。これに対して応力が小さくなり破断寿命が延びるにつれて、クリープ変形特性の応力に関する著しい非線形性の一つの現われとし、き裂部の開きは減少し、平行部の変形も少なくなり、著しい塑性変形やクリープ変形はき裂先端近傍に局在するようになり、この状態ではき裂の伝ば特性が破断を支配するようになるものと考えられる。一方破面の写真より、短寿命の範囲では波形の破面が特徴となっており、引張試験などと同様せん断破壊が重要な役割を果たしているものと思われる。長寿命側では、最後の瞬間的破断部を除き、比較的一様な破面におおわれており、ゆっくりとしたクリープ変形によるき裂の成長が破断に至る過程の主要部分を支配していたものと推定される。しかしながら破面は応力軸に対して必ずしも垂直ではなく、Fig. 11の結果ともあわせ考え、せん断形の変形・破壊が重要な役割を果たしていることを示唆している。

破面の形状のき裂導入法による相違は、短寿命側で若干認められるが、破断寿命がのびるとともに、互いに類似の形態をとり、長時間側では破断寿命の差がなくなるという傾向と両立し、また Fig. 11 による観察結果からの考察とも一致する。

5 結 言

S10C焼なまし材を用い、人工き裂試験片について温度 450°C の下でクリープ破断試験を行ない次の結果を得た。

(1) 高い延性をもつ S10C 材は、鋭い切欠きの極限であるき裂試験片に対しても「切欠き強化」を示す。

(2) 切欠き強化の程度は、き裂深さが増すほど増す

が、寿命が大きくなるにつれてその差は減少する。き裂深さがある程度以上になると、き裂深さの影響は飽和の傾向を示し、長寿命範囲ではき裂深さに関係なく一定の切欠き強度比を示すようになる。

(3) き裂の成長に際しては粒間破壊のみではなく、粒内破壊も認められる。

(4) き裂導入法の差による破断寿命の相違は、長寿命の範囲ではほとんど認められず、これは破面や破断試験片の変形状況によっても裏づけられる。このことは、同時に、本研究で用いたような、スリットの導入-圧縮-焼焼なましの工程で導入されたき裂が、き裂の成長特性の研究に有効であることを示していると考えることができる。

本論文に先行し本研究の基礎となっている多くの予備実験、および予備的クリープ試験を、昭和43年度の卒業研究の一部として担当された当時の大阪大学工学部学生下森 衛君（現川崎重工K.K.）に感謝する。また、本研究に含まれている実験結果の一部は、昭和44年度の卒業研究として上島啓利君（現中外炉工業K.K.、マイクロカットによるき裂試験片の実験を担当）および堀本昌司君（現住友商事K.K.、回転曲げによるき裂試験片の実験を担当）によって得られた。特に上島君には卒業後も資料の整理等の助力を得た。心から感謝する。

（昭和45年8月26日 第10回高温強度シンポジウムにて講演）

参 考 文 献

- 1) たとえば, "Symposium on Strength and Ductility of Metals at Elevated Temperatures", ASTM, STP No. 128 (1952). "New Investigations Relating to Stress Concentrations under Creep Conditions", Trans. ASME, **84**, Ser. D (J. Basic Eng.) No. 2, 207 (1962); 宮川松男, クリープ変形理論と設計, p 308 (1963) 日刊工業新聞
- 2) Davis, E. A., and M. J. Manjoine, ASTM, STP No. 128, 67 (1952).
- 3) Manjoine, M. J., "Joint International Conference on Creep", p. 7 IME (1963).
- 4) Siegfried, W., ASTM, STP No 128, 93 (1952).
- 5) Voorhees, H. R., J. W. Freeman, and J. A. Herzog, Trans. ASME, **84**, Ser. D (J. Basic Eng.), No. 2, 207 (1962).
- 6) Goldhoff, R. M., and A. J. Brothers, Trans. ASME, **90**, Ser. D (J. Basic Eng.), No. 1, 37 (1968).
- 7) 康 祥隆, 大路清嗣, 小倉敬二, 第9回高温強度シンポジウム前刷集, p 44 (1969).
- 8) 大内田久, 安藤司文, 「中硬度および高硬度鋼材の組織と強度および疲労シンポジウム」論文集, p. 158, 日本学術振興会第129委員会 (1969) 東京
- 6) 安藤司文, 第14回材料研究連合講演会前刷, p. 9 (1970).
- 10) 室 博, 伊藤 博, 鈴木忠博, 第14回材料研究連合講演会前刷, p. 5 (1970).